第29卷 第4期 2015年4月
材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH
Vol. 29 No. 4 April 2015

半固态ZCuSn10铜合金二次加热组织的演化*

邱集明 肖 寒 王 佳 卢德宏 蒋业华 周 荣

(昆明理工大学材料科学与工程学院 昆明 650093)

摘 要 采用热轧与重熔的SIMA法制备了ZCuSn10铜合金半固态坯料。先通过多向热轧对ZCuSn10铜合金坯料进行预变形, 然后对其进行半固态温度区间保温不同时间的二次加热处理。使用光学显微镜、扫描电镜、能谱及图像分析软件等手段研究了坯料二次加热过程中微观组织的演化, 并分析了α(Cu)球化组织的形成机制。结果表明:在热轧变形量为16%、加热温度为930℃时, 随着保温时间的延长半固态ZCuSn10铜合金坯料初生α(Cu)逐渐发生球化, 平均晶粒直径先减小后增大, 由二次加热保温8 min的68.24 μm先减小至10 min的62.31 μm然后增大至25 min的71.09 μm; 保温10 min时平均晶粒直径最小, 液相率由保温8 min时的18.14%逐渐增加到保温25 min时的25.32%; 形状因子随着保温时间的延长先减小后增加, 由保温 8 min时的2.91 先减小至15 min时的1.67, 然后增大到保温25 min时的2.43。保温15 min时的半固态组织最优, 其平均晶粒直径为65.64 μm、液相率为23.66%、形状因子为1.67。在半固态铜合金二次加热过程中, 组织演变的主要机制是加热前期的晶粒合并长大和液相增加后的原子扩散导致的晶粒长大并球化。

关键词 金属材料, ZCuSn10铜合金, 半固态, 多向热轧, 二次加热, 组织演化

分类号 TG146 文章编号 1005-3093(2015)04-0277-07

Microstructure Evolution of Semi-solid ZCuSn10 Copper Alloy during Reheating Process

QIU Jiming XIAO Han** WANG Jia LU Dehong JIANG Yehua ZHOU Rong

(School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

*Supported by Applied Basic Research Key Project of Yunnan Province No.2011FA007, Specialized Research Fund for Doctoral Program of Higher Education No. 20125314120013, Applied Basic Research General Program of Yunnan Province No. 2014FB131.

Manuscript received September 28, 2014; in revised form December 5, 2014.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (0871)65136755, E-mail: zztixh@163.com

ABSTRACT The semi-solid ZCuSn10 alloy billets were prepared with strain induced melt activated (SIMA) method involved with hot rolling and reheating process. The microstructure evolution process and spheroidizing mechanism of α(Cu) phase were studied by means of optical microscope, scanning electron microscope and image analysis software. The results show that when a hot rolled ZCuSn10 copper alloy billet with a deformation rate 16% was reheated at 930℃, of which the semi-solid primary phase spheroidized gradually with the increasing holding time; while the average grain size of the copper alloy decreases firstly with time from 68.24 μm for 8 min to 62.31 μm for 10 min and then increases to 71.09 μm for 25 min; the liquid fraction increases from 18.14% for 8 min to 25.32% for 25 min; the shape factor decreases firstly with time from 2.91 for 8 min to 1.67 for 15 min and then increases to 2.43 for 25 min. The alloy exhibits the best semi-solid microstructure for 15 min holding with an average grain size 65.64 μm, a liquid fraction 23.66% and a shape factor 1.67. The microstructure evolution mechanism involves with merge of grains and growth as well as atom diffusion leading to grain growth and spheroidization.

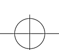
KEY WORDS metallic materials, ZCuSn10 copper alloy, semi-solid, multi-oriented rolling, reheating process, microstructure evolution

20世纪70年代美国麻省理工学院Flemings教授领导的研究小组首次提出的半固态加工技术[1-3], 综合了凝固加工和塑性加工的长处, 即加工温度比液态低、变形抗力比固态小, 可一次以大变形量成形形状复杂且精度和性能质量要求高的零件。半固态

* 云南省应用基础研究重点项目2011FA007,高等学校博士学科点专项科研基金20125314120013和云南省应用基础研究面上项目2014FB131资助。

2014年9月28日收到初稿; 2014年12月5日收到修改稿。

本文联系人: 肖 寒



加工技术自提出以来发展迅猛[4-6], 特别是在工业发达国家已经开始了工业应用。

半固态加工技术的首要问题, 是半固态坯料的制备。目前, 常见的半固态坯料制备方法[7-11]大致可分为液态法、控制凝固法和固态法。其中应变诱发熔化激活(Strain Induced Melt Activation, SIMA)法属于固态法, 包括预变形和二次加热两个步骤[12-14]。由于省去了液态金属处理步骤, 与其他方法相比, 用此法制备的半固态坯料致密度高、无污染、适用范围广, 工艺简单, 设备投入少。SIMA法的预变形主要是储备变形能, 二次加热是为了获得具有一定的液相分数且晶粒球化良好的半固态组织。因此二次加热过程在半固态坯料的制备过程中显得尤为重要, 保温时间和保温温度对组织有较大的影响, 保温时间过短或过长都不利于提高半固态坯料的触变性能[15-16]。江海涛等[17]研究了半固态LY11铝合金的组织演变; JIANG等[18]采用新SIMA法制备了高质量的AZ91D镁合金半固态坯料, 并研究触变挤压成形零件的微观组织与力学性能; 曹富荣等[19]研究了二次加热过程中半固态AZ31镁合金的显微组织演变。目前, 半固态浆料制备大多集中在铝合金、镁合金等低熔点合金, 对高熔点的铜合金研究得比较少。

本文采用多向热轧与重熔的SIMA法制备ZCuSn10铜合金半固态坯料, 研究半固态ZCuSn10铜合金二次加热过程中的组织演化, 分析不同保温时间对半固态组织液相率、平均晶粒直径、形状因子等的影响规律, 研究α(Cu)球化组织的形成机制, 为铜合金半固态坯料的制备及其触变成形提供理论基础。

1 实验方法

实验用材料ZCuSn10锡青铜合金为Cu-Sn二元合金, 其化学成分为: 88.25%的Cu, 10.48%的Sn, 其他含量1.27%(质量分数)。用STA449F3同步热分析仪进行差热分析, 测得该合金的固相线温度为830.4℃, 液相线温度为1020.7℃, 固液温度区间的宽度为190.3℃, 半固态温度区间较宽, 适合于半固态加工。本文选择固液温度区间的中间温度930℃作为二次加热温度。

先将配好的原料加热至1180℃并浇铸到金属模中冷却得到铜合金铸锭, 利用铣床将其加工成尺寸为25 mm × 25 mm × 150 mm的长方体坯料; 再将坯料放入工频感应炉中加热至350℃保温15 min后进行多向热轧, 先轧制25 mm高的一个面, 然后沿坯料长度方向旋转90°轧制另一面, 二次累计变形量为16%; 最后将热轧后的坯料沿着轧制方向切割成长度为24 mm的方块小试样, 放入预先设定温度为930℃的工频感应炉中保温, 保温时间分别为1、3、5、8、10、15、20和25 min, 保温结束后取出试样快速水淬, 观察其金相组织。

将未经轧制的原始铸态ZCuSn10铜合金切割为相同尺寸的试样, 进行相同条件的二次加热实验, 对比分析铸态以及轧制变形试样重熔后的组织特征。

将二次加热试样水淬之后先去除氧化皮, 然后将其磨制、抛光、腐蚀制成金相试样, 用Leica光学金相显微镜观察金相组织, 用扫描电镜对组织成分进行分析, 用Hitachi(日立)S-3400N扫描电镜(SEM)及附带能谱仪EDAX PV77-47600ME分析组织及其Cu和Sn的分布。用Image-Pro Plus图形分析软件对半固态组织液相率、平均晶粒直径和圆整度进行定量分析。其中圆整度以形状因子z衡量, $z=l^2/4\pi s$, l为晶粒周长, s为晶粒面积, 形状因子越接近于1, 晶粒球化越好, 本文中圆整度指的是视场内各晶粒形状因子的平均值, 其代表组织整体的球化程度。

2 结果和讨论

2.1 热轧态ZCuSn10铜合金二次加热组织演化

图1给出了热轧态试样930℃保温不同时间微观组织演化过程。由图1a可见, 保温1 min后并没有出现明显的液相, 其组织为轧制后的形态, 即原始铸态枝晶组织挤压后出现大部分呈团块状的晶粒, 并相互连接, 枝晶臂不易分辨。轧制变形后组织中积累形变能, 有利于在重熔过程中组织的球化。保温时间为3-5 min时枝晶间隙处逐渐析出液相, 将破碎的枝晶逐渐分隔开。保温5 min时的液相率达到8.56%, 组织开始呈现蔷薇状趋势, 在枝晶内也出现细点状的熔池, 如图1b和图1c所示。保温时间达到8 min时晶粒发生明显的球化, 晶界较清晰, 如图1d所示。但是此时枝晶球化不完全导致组织中固相晶粒尺寸不均匀, 仍有部分被轧制挤压到一起的晶粒尚未完全熔断, 组织中还有大的块状晶粒存在, 晶粒平均直径为68.24 μm, 圆整度为2.91, 液相率达到18.14%。保温时间到达10 min时, 组织中固相颗粒晶界熔化程度增加, 液相率增至20.12%, 如图1e所示。保温8 min时连接的团块状晶粒被液相分隔开, 晶粒数增多, 原先的一些细小的固相晶粒相互合并或被附近的大晶粒吞并, 使固相晶粒尺寸逐渐均匀, 晶粒平均直径下降到62.31 μm, 球化效果进一步提高, 圆整度达到2.2。保温15 min时液相明显增多,

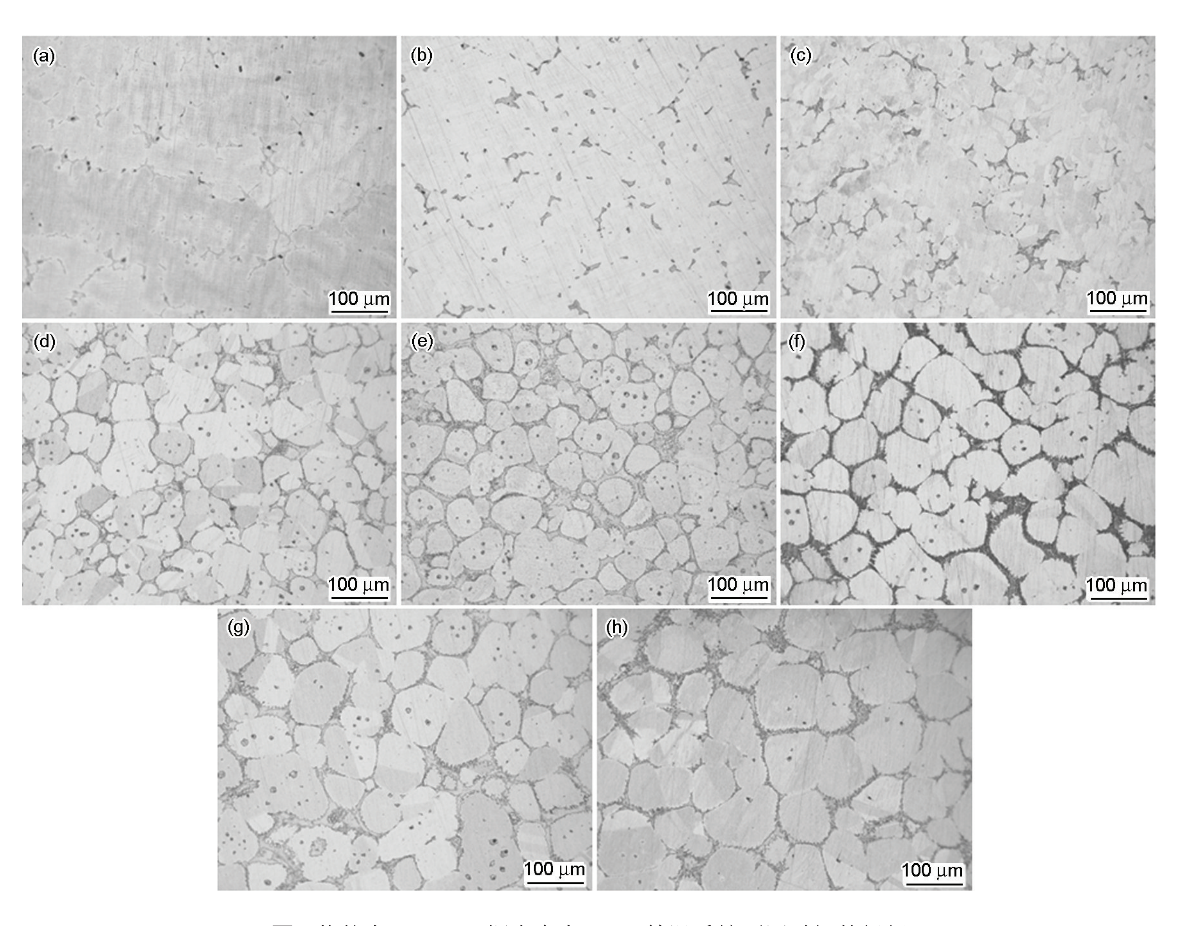


图 1 热轧态 ZCuSn10 铜合金在 930℃等温重熔不同时间的组织

Fig.1 Microstructure of hot-rolled ZCuSn10 copper alloy after holding at 930℃ for 1 min (a), 3 min (b), 5 min (c), 8 min (d), 10 min (e), 15 min (f), 20 min (g) and 25 min (h)

且互相贯穿起来将晶粒充分分离, 此时 Ostwald 熟化机制占主导地位使晶粒长大, 初生相充分球化, 晶界趋于光滑, 组织整体上为均匀的球形固相颗粒悬浮于液相中, 如图 1f 所示。此时液相率为 23.66%, 晶粒平均直径为 65.64 μm, 圆整度为 1.67。保温时间为 20 min 时小尺寸晶粒沉积到大尺寸晶粒上, 粗化的晶粒再次合并长大, 使晶粒的尺寸明显增大, 平均晶粒直径达到 69.63 μm, 圆整度为 2.32, 液相率增加至 24.88%, 如图 1g 所示。保温时间达到 25 min 时液相有少量增加, 达到 25.32%, 但晶粒粗化更加明显, 平均晶粒直径为 71.09 μm, 形状因子增大到 2.43, 球化效果变差, 不利于半固态触变成型。

二次加热保温时间对半固态 ZCuSn10 铜合金液相率的影响, 如图 2 所示。保温 1、3 和 5 min 的组织晶界不清晰, 无法计算晶粒直径和形状因子; 而保温 5 min 之前液相特别少, 半固态组织尚未真正形成。在总体上, 液相率随着保温时间的延长而逐步升高, 由保温 5 min 的 8.56 %增加到保温 25 min 的 25.32%, 且在保温的前半段液相率随着保温时间的延长几乎呈线性增加, 保温 15 min 时的液相率是保温 5 min 时的 2.76 倍; 而在保温过程的后半段液相率增势明显放缓, 组织中液相率逐渐稳定, 保温 25 min 时液相率仅比保温 15 min 时增加了 7.02%。其主要原因是, 在保温前期试样的温度急剧上升, 同时轧制时储藏在组织中的形变能得到释放。这些因素都有利于液相率的提高, 而保温过程进行越充分试样温度越稳定, 而未释放的形变能越少, 使液相率的增加放缓并趋于稳定。

二次加热保温时间对半固态 ZCuSn10 铜合金平均晶粒直径的影响, 如图 3 所示。在总体上, 随着保温时间的延长平均晶粒直径先减小后增大。当保温时间为 8 min 时, 由于晶粒还未完全独立分开, 存在团块状晶粒, 故平均晶粒尺寸较大, 为 68.24 μm; 而保温 10 min 时, 由于液相增加, 把团块状固相晶粒分隔开来, 平均晶粒尺寸变小, 所以图 3 中从 8 min 到 10 min 平均晶粒直径有明显下降。在从保温 10 min 到 25 min 这一过程中晶粒平均直径保持逐渐增大趋势, 由 62.31 μm 增大至 71.09 μm。在液相较少时晶粒的长大主要通过合并长大的方式, 因为晶粒的合并依赖于相邻晶粒之间的连接程度, 液相分数越低则相邻晶粒数量则越多, 晶粒之间的连接程度则越高, 晶粒发生合并就越容易; 而当液相率较高, 特别

是液相将固相晶粒分隔开时主要通过Ostwald熟化机制长大。

图4给出了保温时间对晶粒圆整度的影响。由图4可见,固相晶粒形状因子随着保温时间的延长先下降后升高,即圆整度先变好后变差,形状因子越接近1表明晶粒的圆整度越好,球化效果越好,越有利于进行半固态成型。在保温15 min时形状因子最小,其值达到1.67,圆整度相对较好。其原因是,在保温刚开始阶段,由于析出的液相相对较少,晶粒之间相互粘连,呈团块状(图1a-d),到8 min时形状因子依然较大。而8 min后组织中液相增加到一定程度,逐渐将晶粒分隔开,并开始熔化晶粒。在形变能和表面张力的作用下晶粒逐渐球化,使形状因子下降,在保温15 min时得到球化最好的组织。保温15 min后,随着保温时间继续延长形状因子反而上升。因为保温15 min后晶粒迅速长大,而液相率趋于稳定,即液相率的增速小于晶粒尺寸的增速,故部分粗化晶粒之间出现了粘连、搭接,使得晶粒的独立

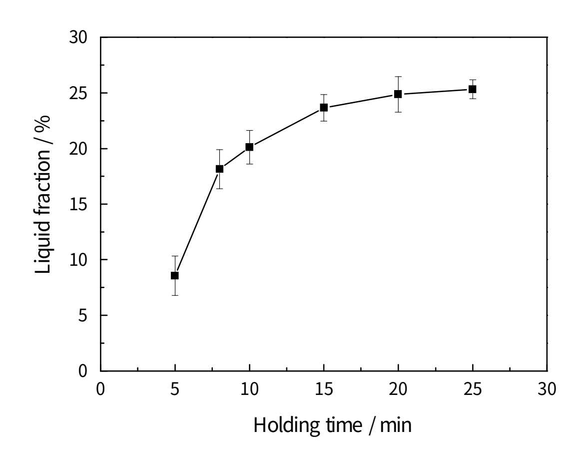


图2 液相率与保温时间的关系

Fig.2 Relationship between liquid fraction and holding time

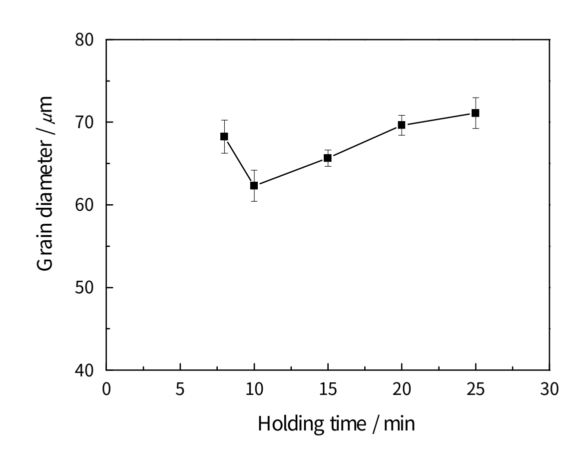


图3 晶粒直径与保温时间的关系

Fig.3 Relationship between grain diameter and holding time

完整性降低。加之Ostwald熟化机制使小晶粒沉积到大的晶粒上,使晶粒边界变得粗糙,最终导致晶粒圆整度下降,如图1g、h所示。

图2、图3和图4表明,在热轧变形量为16%、保温温度为930℃、保温时间为0-25 min时,保温15 min能获得较好的ZCuSn10铜合金半固态组织,其液相率为23.66%,平均晶粒直径为65.64 μm,形状因子为1.67。

2.2 铸态ZCuSn10铜合金二次加热组织演化

为了更好的探讨SIMA法制备的ZCuSn10铜合金半固态坯料二次加热组织演化机制,对常规铸造的试样也进行了与轧制后试样相同工艺的二次加热实验。

图5a给出了铸态ZCuSn10铜合金组织,其一次枝晶和二次枝晶相互搭接构成网状组织,并由α固溶体以及包裹在间隙中的($\alpha+\delta$)共析体所组成。

图5b-d给出了铸态试样在930℃下保温不同时间后水淬得到的组织。二次加热后组织由树枝晶转变成大块状的晶粒,枝晶间隙的低熔点共析体因枝晶的熔合包围在晶粒内部,在晶粒的内部液相析出形成了点状熔池,且随着加热时间的延长晶界处的液相有所增加,晶粒的尖角逐步圆滑。图5c给出了常规铸造ZCuSn10铜合金保温15 min后的组织。与轧制后试样二次加热后的组织相比,晶粒的圆整度差,液相率较低,导致流动性差,难以满足半固态触变成形的要求。

2.3 微观组织的演化机制

在用SIMA法制备半固态ZCuSn10铜合金坯料的二次加热过程中,进入液固两相区后,随着保温时间的延长组织发生了明显变化,主要表现为初生相长大球化和液相的增加。

图6给出了930℃保温1 min试样SEM图和元素分布图。从图6a可见,轧制变形后枝晶的连续分

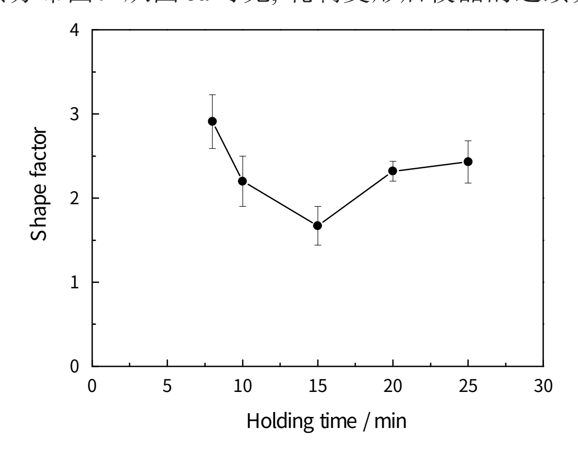


图4 形状因子与保温时间的关系

Fig.4 Relationship between shape factor and holding time

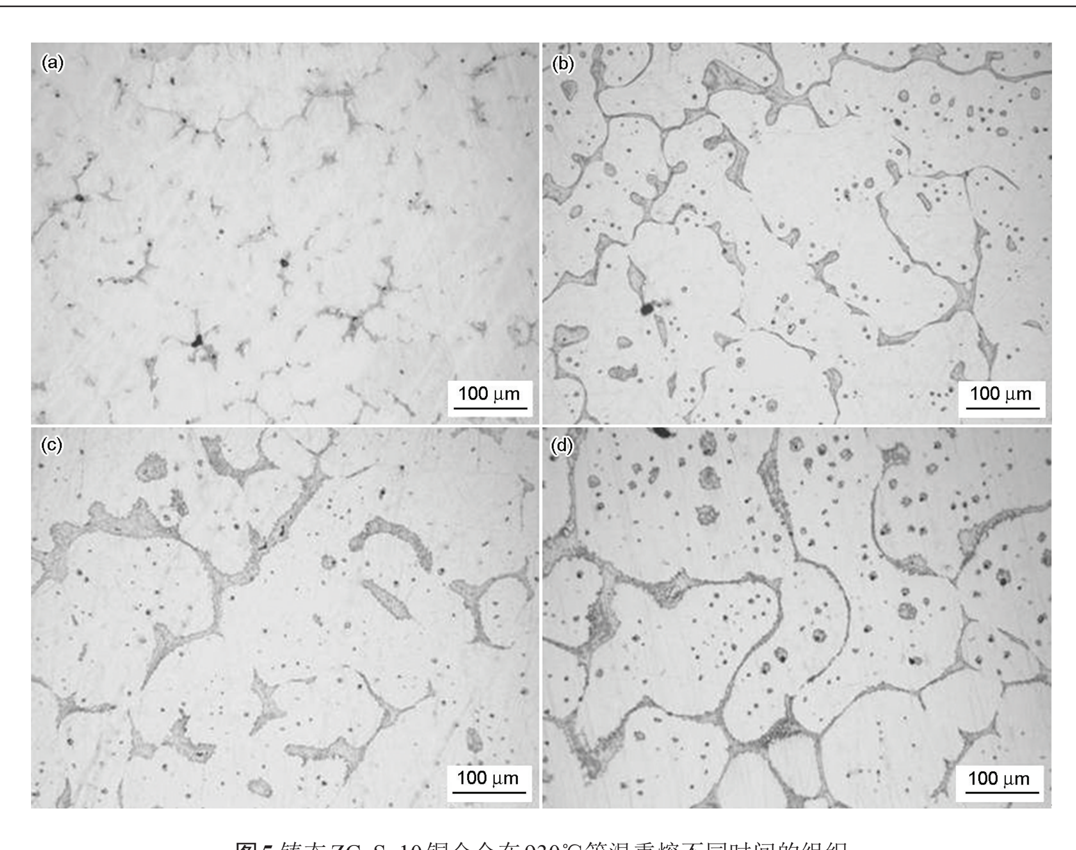


图5 铸态ZCuSn10铜合金在930℃等温重熔不同时间的组织

Fig.5 Microstructure of as-cast ZCuSn10 copper alloy after holding at 930℃ for as-cast (a), 5 min (b), 15 min (c) and 25 min (d)

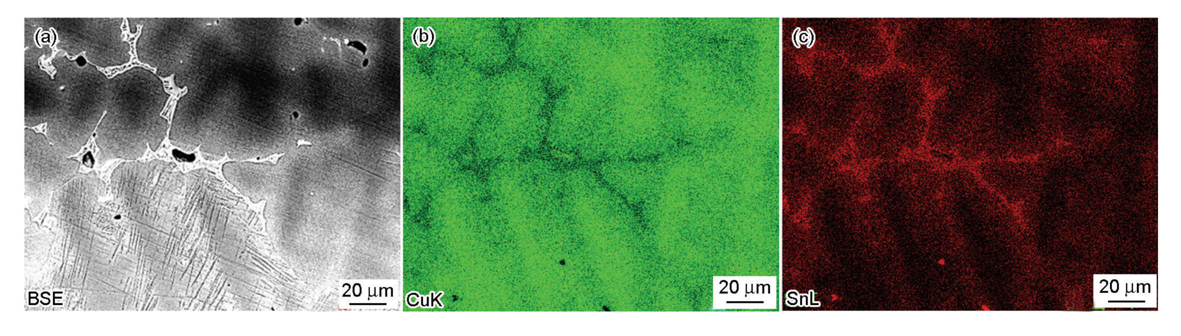


图6 热轧态ZCuSn10铜合金试样在930℃保温1 min后的SEM图和元素面分布图

Fig.6 SEM and elements distribution of ZCuSn10 copper alloy after reheated at 930℃ for 1 min (a) SEM, (b) Cu, (c) Sn

布状态被打破, 在晶界处积累了变形能。从图6b可见, α(Cu)相内部基本被Cu元素占据, 而枝晶间隙的Cu元素含量则较少; 从图6c可见, α(Cu)相内部Sn元素含量较少, 而晶界上则富集了大量的Sn元素, Sn元素的富集造成了晶界处熔点降低。因此在加热的初期, 处于树枝晶间隙的低熔点共析体最先开始熔化, 产生液相, 随着等温时间的延长液相逐渐润湿晶界, 实现对固相的包裹。由于液相比较少, 晶粒粘连比较严重, 且枝晶内部的α(Cu)相熔点高于二次加热温度930℃, 依然保持固相, 故保温初期晶粒的长大方式主要是相互接触的具有相同位相或较小位相差的晶粒的合并长大。

随着保温时间的延长液相明显增加, 团块状晶粒开始独立开来, 在晶粒之间的区域充满了液相并形成一个连续的网, 此时晶粒长大的主要方式不再是晶粒间的合并长大, 而是转变为Ostwald长大机制, 依靠固相和液相之间的原子扩散, 最后大晶粒继续长大, 小晶粒被吞并直至消失。图7给出了930℃保温5、15、25 min试样SEM图和点扫描分析图。图7表明, 随着保温时间的延长晶粒内部Cu元素质量百分数逐渐下降, 分别为94.24%、92.16%、90.07%, 而Sn元素质量百分数则逐渐升高, 分别为5.76%、7.84%、9.93%; 反之, 液相中Cu元素含量升高, Sn元素含量降低。这表明, 在保温的中后期Cu原子从初

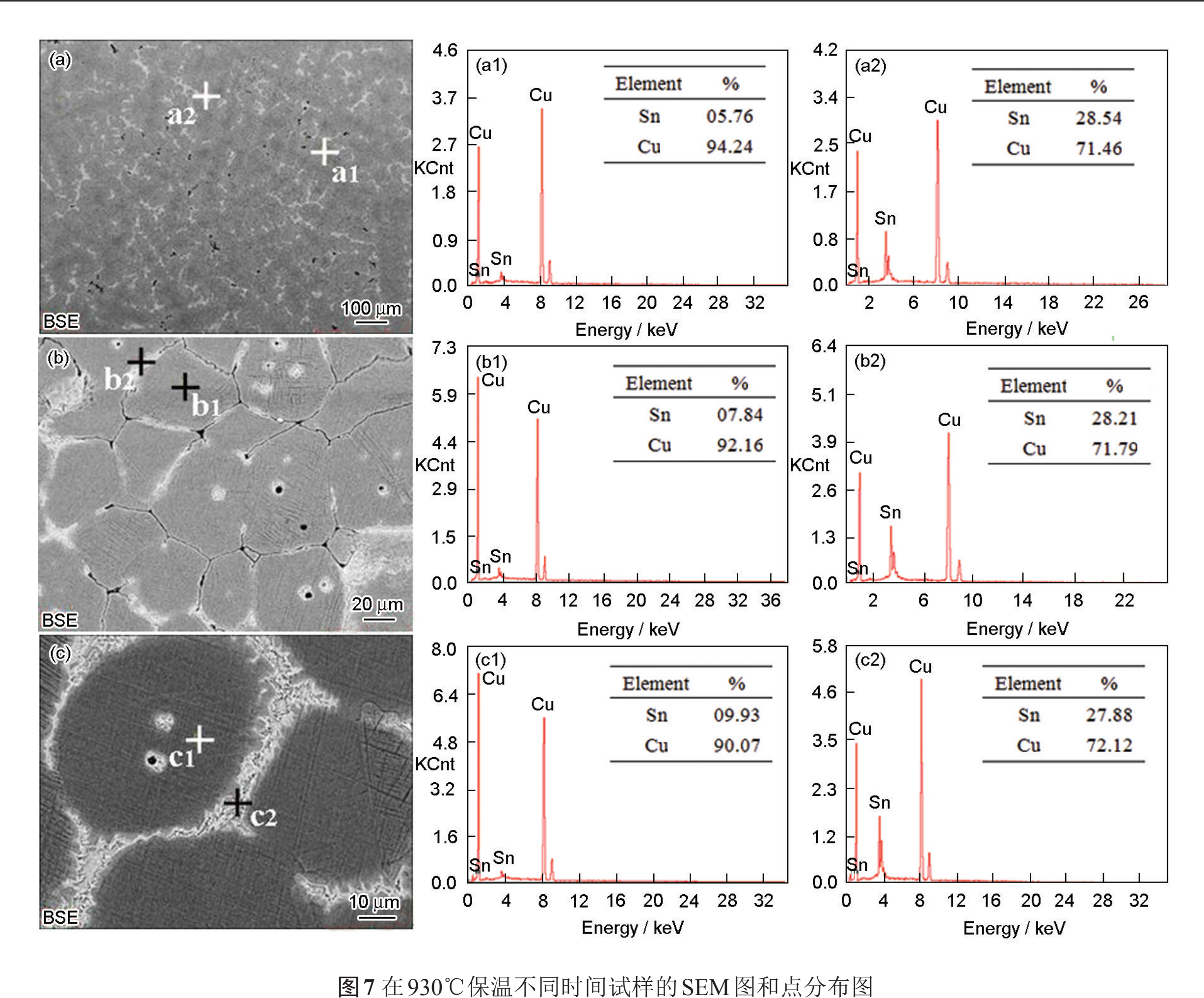


图7 在930℃保温不同时间试样的SEM图和点分布图

Fig.7 SEM and spot scanning analysis of ZCuSn10 copper alloy at different locations after reheated at 930℃ for 5 min (a), 15 min (b) and 25 min (c)

生α(Cu)相向液相扩散, 而Sn原子则从液相向初生相扩散渗透。由于低熔点Sn的扩散, 液相逐渐吞噬固相, 固相晶粒的尖角处优先被液相吞噬, 使初生相晶粒趋于圆整。原子扩散, 是该阶段晶粒长大的一个重要条件。

3 结　论

1. 采用热轧与重熔的SIMA法可制备出ZCuSn10铜合金半固态坯料。随着保温时间的延长半固态ZCuSn10铜合金坯料初生α(Cu)逐渐发生球化, 平均晶粒直径由二次加热保温8 min的68.24 μm先减小至10 min的62.31 μm, 然后增大至25 min的71.09 μm, 液相率由8 min的18.14%增加至25 min的25.32%, 形状因子由8 min的2.91先减小至15 min的1.67, 然后增大至25 min的2.43。变形量为16%、保温温度为930℃时, 保温15 min能制备出较好的ZCuSn10铜合金半固态组织, 其平均晶粒直径65.64 μm、液相率23.66%、形状因子1.67。

2. 在二次加热前期能相互接触具有相同位相或较小位相差的晶粒合并长大, 而在加热的中后期, 由于液相的增加, 固相和液相之间原子的扩散导致晶粒长大并发生球化。

3. 未经过预变形处理的铸态ZCuSn10铜合金, 由于存在粗大的枝晶, 二次加热后无法得到良好的半固态组织, 液相率低、晶粒圆整度差, 难以满足半固态触变成形的要求。

参 考 文 献

1 M. C. Flemings, Behavior of metal alloys in the semi-solid state, Metall Trans, **22**(5), 957(1991)

2 D. B. Spencer, R. Mehrabila, M. C. Flemings, Rheological behaviour of Sn-15Pb in the crystallization range, Metall Trans, **3**(7), 1925(1972)

3 D. H. Kirkwood, Semi-solid metal processing, International Materials Reviews, **39**(5), 173(1994)

4 GUAN Renguo, ZHAO Zhanyong, CAO Furong, ZHANG Qiusheng, HUANG Hongqian, Simulation and experimental research on continuous extending rheo-extrusion process for producing 6201 alloy tube, Chinese Journal of Materials Research, **25**(1), 25(2011) (管仁国, 赵占勇, 曹富荣, 张秋生, 黄红乾, 6201合金管材连续流变扩展挤压成形过程的数值模拟和实验研究, 材料研究学报, **25**(1), 25(2011))

5 ZHAO Dazhi, LU Guimin, CUI Jianzhong, Semi－solid thixo-extrusion of AlSi7MgBe alloy, Chinese Journal of Materials Re-

search, **23**(2), 127(2009)
(赵大志, 路贵民, 崔建忠, AlSi7MgBe合金的半固态挤压成形, 材料研究学报, **23**(2), 127(2009))

6 LI Zhilong, LIU Yunzhong, YOU Jiang, Constitutive model for thixo-forming of semi-solid 7050 alloy, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **24**(2), 371(2014)
(李志龙, 刘允中, 游 江, 半固态7050铝合金材料的触变力学模型, 中国有色金属学报, **24**(2), 371(2014))

7 WANG Liping, JIANG Wenyong, CHEN Tian, FENG Yicheng, ZHOU Hongyu, ZHAO Sicong, LIANG Zhenqiang, ZHU Yan, Spheroidal microstructure formation and thixoforming of AM60B magnesium alloy prepared by SIMA process, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, **22**(S2), 435(2012)

8 ZHANG Xiaoli, LING Xiangjun, LI Tingju, XIE Shuisheng, JIN Yunxue, Agglomerating behavior of primary solid particles in magnesium alloy semi-solid slurry during electromagnetic stirring, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **22**(9), 2448(2012)
(张小立, 凌向军, 李廷举, 谢水生, 金云学, 电磁搅拌过程中镁合金半固态浆料初生相颗粒的团簇行为, 中国有色金属学报, **22**(9), 2448(2012))

9 LV Shulin, WU Shusen, DAI Wei, AN Ping, MAO Youwu, Preparation of semisolid 5052 aluminum alloy slurry by indirect ultrasonic vibration, Acta Metall. Sin., **47**(5), 634(2011)
(吕书林, 吴树森, 戴 维, 安 萍, 毛有武, 间接超声振动制备5052铝合金半固态浆料, 金属学报, **47**(5), 634(2011))

10 JIANG Jufu, WANG Ying, QU Jianjun, Microstructure and mechanical properties of AZ61 alloys with large cross-sectional size fabricated by multi-pass ECAP, Materials Science and Engineering A, **560**, 473(2013)

11 DU Lei, YAN Hong, Effect of isothermal heat-treated on the microstructure of ZA61 rare earth magnesium alloy, Chinese Journal of Materials Research, **26**(2), 169(2012)
(杜 磊, 闫 洪, 等温热处理对AZ61稀土镁合金半固态组织的影响, 材料研究学报, **26**(2), 169(2012))

12 YANG Liuqing, XU Jun, LIU Guojun, Fan Z, Formation mechanism of non-dendritic microstructure in rheo-diecast AZ91D magnesium alloy by different stirring speed, Transactions of Materials and Heat Treatment, **33**(10), 91(2013)
(杨柳青, 徐 骏, 刘国钧, Z. Fan, 不同搅拌速度下AZ91D镁合金熔体非枝晶组织的形成机理, 材料热处理学报, **33**(10), 91(2013))

13 ZUO Yubo, ZHAO Zhihao, WANG Gaosong, CUI Jianzhong, Grain refinement of AZ91D magnesium alloy and its effect on the partially remelted semi-solid microstructure, Journal of Northeastern University, **33**(6), 832(2012)
(左玉波, 赵志浩, 王高松, 崔建忠, AZ91D镁合金组织细化及其对部分重熔半固态组织的影响, 东北大学学报, **33**(6), 832(2012))

14 Z. Fan, Semi-solid metal processing, International Materials Review, **47**(2), 49(2002)

15 O. Lashkari, R.Ghomashchi, The implication of rheology in semi-solid metal processes: an overview, Journal of Materials Processing Technology, **182**(1), 229(2007)

16 S. Zabler, A. Ershov, A. Rack, F. Garcia-Moreno, T. Baumbach, J. Banhart, Particle and liquid motion in semi-solid aluminum alloys: A quantitative in situ microradioscopy study, Acta Materialia, **61**(4), 1244(2013)

17 JIANG Haitao, HUANG Weichao, LU Yalin, LI Miaoquan, Microstructure evolution of semi-solid LY11 alloy by SIMA, Rare Metal Materails and Engineering, **33**(8), 869(2004)
(江海涛, 黄维超, 卢雅琳, 李淼泉, 半固态LY11铝合金的组织演变研究, 稀有金属材料与工程, **33**(8), 869(2004))

18 JIANG Jufu, WANG Ying, LIU Jun, QU Jianjun, DU Zhiming, LUO Shoujing, Microstructure and mechanical properties of AZ61 magnesium alloy parts achieved by thixo-extruding semisolid billets prepared by new SIMA, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, **23**(3), 576(2013)

19 CAO Furong, GUAN Renguo, CHEN Liqing, ZHAO Zhanyong, REN Yong, Microstructure evolution of semi-solid AZ31 magnesium alloy during reheating process, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **22**(1), 7(2012)
(曹富荣, 管仁国, 陈礼清, 赵占勇, 任 勇, 二次加热过程中半固态AZ31镁合金的显微组织演变, 中国有色金属学报, **22**(1), 7(2012))

